

## PRODUCTION OF CHROMIUM STAINLESS STEEL STRIP OF HIGH-STRENGTH DOUBLE PHASE STRUCTURE HAVING EXCELLENT DUCTILITY

**Publication number:** JP63169330  
**Publication date:** 1988-07-13  
**Inventor:** TANAKA TERUO; MIYAKUSU KATSUHIISA; FUJIMOTO HIROSHI  
**Applicant:** NISSHIN STEEL CO LTD  
**Classification:**  
- international: **C21D6/00; C21D8/02; C21D6/00; C21D8/02;** (IPC1-7):  
C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/18  
- european: C21D6/00D; C21D8/02A  
**Application number:** JP19870000100 19870103  
**Priority number(s):** JP19870000100 19870103

Report a data error here

### Abstract of JP63169330

**PURPOSE:** To obtain a stainless steel strip of double phase structure having high ductility and high strength by hot rolling a steel slab which consists essentially of Cr and is controlled in C+N, then subjecting the slab to one pass of cold rolling to a product sheet thickness, holding the steel in a specific temp. region in a continuous heat treatment furnace then subjecting the sheet to controlled cooling.

**CONSTITUTION:** The slab of the steel consisting of  $\leq 0.15\text{wt.}\%$  C,  $\leq 2.0\%$  Si,  $\leq 1.0\%$  Mn,  $\leq 0.040\%$  P,  $\leq 0.030\%$  S,  $\leq 0.60\%$  Ni,  $\geq 10.0\%$  and  $\leq 20.0\%$  Cr,  $\leq 0.12\%$  N,  $\leq 0.02\%$  O, and the balance Fe and inevitable impurities and satisfying the relations expressed by the formula is produced. Said slab is then subjected to hot rolling and one pass of cold rolling without including intermediate annealing to the product sheet thickness. The rolled sheet is passed through the continuous heat treatment furnace where the sheet is held at the two-phase region temp. of ferrite + austenite of Ac1 point or above and  $\leq 1,100$  deg.C within 10min and is then cooled at 1-500 deg.C/sec average cooling rate from the max. heating temp. down to 100 deg.C. The chromium stainless steel strip of the high-strength double phase structure having  $\geq 200$  hardness HV and excellent ductility is obtd. by the above-mentioned finishing heat treatment.

$$0.02\% \leq C + N \leq 0.20\%$$

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

## ⑫ 公開特許公報(A)

昭63-169330

⑬ Int.Cl.<sup>4</sup>  
C 21 D 9/46  
8/02  
// C 22 C 38/00  
38/18

識別記号 庁内整理番号  
F-8015-4K  
H-7147-4K

⑭ 公開 昭和63年(1988)7月13日

審査請求 未請求 発明の数 2 (全12頁)

⑮ 発明の名称 延性に優れた高強度複相組織クロムステンレス鋼帯の製造法

⑯ 特 願 昭62-100

⑰ 出 願 昭62(1987)1月3日

⑱ 発 明 者 田 中 照 夫 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社周南  
研究所内  
⑱ 発 明 者 宮 楠 克 久 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社周南  
研究所内  
⑱ 発 明 者 藤 本 廣 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社周南  
研究所内  
⑲ 出 願 人 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号  
⑳ 代 理 人 弁理士 和田 憲治

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

延性に優れた高強度複相組織クロムステンレス  
鋼帯の製造法

## 2. 特許請求の範囲

## (1) 重量%において、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 1.0%以下、

P : 0.040%以下、

S : 0.030%以下、

Ni : 0.60%以下、

Cr : 10.0%以上で20.0%以下、

N : 0.12%以下、

O : 0.02%以下、

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物か  
らなる鋼であって、且つ

$$0.02\% \leq C + N \leq 0.20\%$$

の関係を満足する鋼のスラブを製造し、これを熱  
間圧延して熱延鋼帯を製造する工程、

中間焼鈍無しの一回冷延によって製品板厚にま  
で冷間圧延して冷延鋼帯を製造する冷間圧延工程、  
そして、

得られた冷延鋼帯を連続熱処理炉に通板して、  
A<sub>c1</sub>点以上1100℃以下のフェライト+オーステナ  
イトの二相域温度に10分以内の保持のあと、最高  
加熱温度から100℃までを平均冷却速度1℃/sec  
以上500℃/sec以下で冷却する仕上熱処理を施す  
連続仕上熱処理工程、

からなる、HV 200以上の硬さを有し且つ延性に  
優れた高強度複相組織クロムステンレス鋼帯の製  
造法。

(2) 連続仕上熱処理工程における加熱温度はA<sub>c1</sub>  
点+100℃以上で1100℃以下である特許請求の範  
囲第1項記載の製造法。

(3) 連続仕上熱処理工程における加熱温度は900  
℃以上1100℃以下である特許請求の範囲第1項記  
載の製造法。

(4) 冷間圧延工程での冷間圧延率は30%以上95%  
以下である特許請求の範囲第1項、第2項または

## 第3項記載の製造法。

(5) 重量%において、

C: 0.15%以下、

Si: 2.0%以下、

Mn: 1.0%以下、

P: 0.040%以下、

S: 0.030%以下、

Ni: 0.60%以下、

Cr: 10.0%以上で20.0%以下、

N: 0.12%以下、

O: 0.02%以下、

および、0.20%以下のAl、0.0050%以下のB、1.0%以下のMo、0.10%以下のREM、0.20%以下のYの一種または二種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼であって、且つ

$$0.02\% \leq C + N \leq 0.20\%$$

の関係を満足する鋼のスラブを製造し、これを熱間圧延して熱延鋼帯を製造する工程、

中間焼鈍無しの一回冷延によって製品板厚にまで冷間圧延して冷延鋼帯を製造する冷間圧延工程、

## 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、延性に優れ強度および延性の面内異方性の小さい高強度複相組織クロムステンレス鋼帯の新規な工業的製造法に関し、高強度が必要とされ且つプレス成形などの加工が施される成形用素材としての高強度高延性ステンレス鋼帯の製造法を提供するものである。

(この分野の背景)

クロムを主合金成分として含有するクロムステンレス鋼にはマルテンサイト系ステンレス鋼とフェライト系ステンレス鋼とがある。いずれも、クロムおよびニッケルを主合金成分として含有するオーステナイト系ステンレス鋼に比べて安価であり、そして強磁性を有し熱膨脹係数が小さいなどの物性面でオーステナイト系ステンレス鋼には見られない特徴を有するので、単に経済的な理由のみならず特性面からクロムステンレス鋼に限定される用途も多い。特に近年の電子機器や精密機械部品などの分野では、その需要拡大にともなって

そして、

得られた冷延鋼帯を連続熱処理炉に通板して、 $A_{c1}$ 点以上1100℃以下のフェライト+オーステナイトの二相域温度に10分以内の保持のあと、最高加熱温度から100℃までを平均冷却速度1℃/sec以上500℃/sec以下で冷却する仕上熱処理を施す連続仕上熱処理工程、

からなる、HV 200以上の硬さを有し且つ延性に優れた高強度複相組織クロムステンレス鋼帯の製造法。

(6) 連続仕上熱処理工程における加熱温度は $A_{c1}$ 点+100℃以上で1100℃以下である特許請求の範囲第5項記載の製造法。

(7) 連続仕上熱処理工程における加熱温度は900℃以上1100℃以下である特許請求の範囲第5項記載の製造法。

(8) 冷間圧延工程での冷間圧延率は30%以上95%以下である特許請求の範囲第5項、第6項または第7項記載の製造法。

クロムステンレス鋼板を使用する用途において加工成品の高機能化、小型化、一体化、高精度化並びに加工工程の簡略化に対する要求が益々厳しくなっている。このために、ステンレス鋼本来の耐食性や上述のクロムステンレス鋼の特質に加えて、クロムステンレス鋼板の素材面では、一層の強度、加工性や精度が必要とされる。したがって、高強度と高延性という相反する特性を兼備したものの、素材鋼板時点での形状や板厚精度に優れたものの、加工後の形状精度に優れるといった諸特性を合わせもつクロムステンレス鋼板素材の出現が待たれている。

(従来の技術)

従来のクロムステンレス鋼板素材について、強度の観点から見ると、先ずマルテンサイト系ステンレス鋼が高強度を有するクロムステンレス鋼として良く知られている。例えばJIS G 4305の冷間圧延ステンレス鋼板にはマルテンサイト系ステンレス鋼として7種の鋼が規定されている。これらのマルテンサイト系ステンレス鋼は、Cが0.08

%以下(SUS410S)から0.60~0.75%(SUS440A)であり、フェライト系ステンレス鋼に比べて同一Cr量レベルで見ると、高いCを含有し、焼入れ処理または焼入れ焼もどし処理により高強度を付与することができる。例えば、このJIS G 4305において、0.26~0.40%のCおよび12.00~14.00%のCrを含有するSUS420J2では、980~1040℃からの急冷による焼入れ後、150~400℃空冷の焼もどしによりHRC40以上の硬さが得られることが、そして、0.60~0.75%のCおよび16.00~18.00%のCrを含有するSUS440Aでは、1010~1070℃からの急冷による焼入れ後、150~400℃空冷の焼もどしにより、同じくHRC40以上の硬さが得られることが示されている。

一方、クロムステンレス鋼であるフェライト系ステンレス鋼板では熱処理による硬化があまり期待できないので、強度を上昇させる方法としては焼なまし後、さらに冷間で調質圧延を行って加工硬化による強度上昇を図ることが行われている。しかし、フェライト系ステンレス鋼は元来が高強

さが重要視されるステンレス鋼では好ましくない場合が多く、その対策として真空もしくは不活性ガス雰囲気による熱処理を施したり、熱処理後に研磨などによりスケールを除去するなどの工程が必要となる。いずれにしても、マルテンサイト系ステンレス鋼板では高強度を得るためには加工メーカーでの熱処理工程が不可欠であるという加工メーカー側での負担増があり、またこのために最終製品のコストアップは避けられないという問題があった。

一方、フェライト系ステンレス鋼板を調質圧延により強度を上昇させた場合には、伸びの低下が著しくなって強度-延性バランスが悪くなる結果、加工性に劣ることになる。そして、調質圧延による強度上昇の程度は引張強さよりも耐力の方が著しく高い。このために高圧延率になると耐力と引張強さの差が小さくなり、降伏比(=耐力/引張強さ)が1に近くなって材料の塑性加工域が非常に狭くなると共に、耐力が高くとスプリングバックが大きくなってプレス加工などの後の形状性が

度を必要とする用途にはあまり供されてはいないのが実状である。

(発明が解決しようとする問題点)

マルテンサイト系ステンレス鋼板では、焼入れまたは焼入れ-焼もどし処理後の組織はその名称のごとく基本的にはマルテンサイト組織であり、非常に高い強度および硬さが得られる反面、伸びは非常に低い。そのため、焼入れまたは焼入れ焼もどし処理を施したのではその後の加工が困難となる。特にプレス成形などの加工は焼入れまたは焼入れ焼もどし後では不可能である。したがって加工が施される場合には焼入れまたは焼入れ焼もどし前に施される。すなわち、素材メーカーからは焼なましした状態、つまり、JIS G 4305の表16にも示されるように強度および硬さの低い軟質な状態で出荷され、加工メーカーにおいて最終成品にほぼ近い形状に加工された後、焼入れまたは焼入れ焼もどし処理を施すのが通常である。この焼入れまたは焼入れ焼もどし処理を施すことにより生成する表面の酸化皮膜(スケール)は表面の美麗

悪くなる。さらに調質圧延材は強度および伸びの面内異方性が非常に大きく、軽度のプレス加工などでも加工後の形状が悪くなる。また、圧延による加工歪みは板の表面に近いほど大きいという特徴があるため、調質圧延材では板厚方向のひずみ分布が不均一になることが避けられない。これは残留応力の板厚方向の不均一分布をもたらし、特に極薄鋼板では打抜き加工やフオートエッチング処理による穴あけ加工後に板の反りなどの形状変化を生ずる場合があり、電子部品などの高精度が必要とされる用途では大きな問題となる。以上の材質特性面での問題のみならず、調質圧延材はその製造性においても多くの問題を抱えている。先ず強度の制御について見ると、調質圧延は冷間圧延による加工硬化を利用しているため圧延率が強度を決定する最も重要な因子である。したがって、成品として板厚精度に優れ且つ目標の強度レベルを精度よく安定して得るためには、圧延率の厳密な制御、具体的には調質圧延前の初期板厚の厳密な管理が非常に重要であることに加えて、調質圧

延前の素材の強度レベルの管理が必要となる。また形状制御の面では、いわゆるスキンプラス圧延やテンパーローリングと呼ばれる形状修正を目的とした高々2～3%の軽圧延率の調質圧延とは異なり、高強度化を目的とする調質圧延では圧延率が数十パーセントにもおよぶ実質的な冷間圧延であるため、冷延ままで形状性に優れた鋼帯を得ることは困難である。このため、形状修正を目的として材料の回復・再結晶温度域よりも低く軟化しない温度域に加熱し、応力除去処理を必要とする場合がある。このように調質圧延材は製造性においても数々の問題がある。

以上の調質圧延に起因する問題のみならず、フェライト系ステンレス鋼板では本質的な欠点とも言えるリジングの問題がある。リジングは通常、フェライト系ステンレス鋼の冷延焼鈍板にプレス成形などの加工を施した際に生ずる表面欠陥の一種であるが、冷間圧延後においても一般に冷延リジングと呼ばれるリジングを発生する場合があり、表面の粗度が重視される用途ではやはり大きな問

ができ、前記の問題点の実質上すべてが解決できるという素晴らしい成果を得ることができた。かくして本発明は、

重量%において、

C: 0.15%以下、

Si: 2.0%以下、

Mn: 1.0%以下、

P: 0.040%以下、

S: 0.030%以下、

Ni: 0.60%以下、

Cr: 10.0%以上で20.0%以下、

N: 0.12%以下、

O: 0.02%以下、

を含有し、場合によっては、さらに0.20%以下のAl、0.0050%以下のB、1.0%以下のMo、0.10%以下のREM、0.20%以下のYの一種または二種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼であって、且つ

$$0.02\% \leq C + N \leq 0.20\%$$

の関係を満足する鋼のスラブを製造し、これを熱

題となる。

(問題点を解決する手段)

前述のような問題は、適度な高強度を有し且つ所望の形状に加工し得る良好な延性および加工性を具備し、異方性が小さくリジング発生のないクロムステンレス鋼材料が素材メーカー側で鋼板または鋼帯の形で提供できれば解決し得る。そこで本発明者らはこの解決を目的として化学成分並びに製造条件の両面からクロムステンレス鋼について広範な研究を続けて来た。その結果、鋼成分を適正に制御し、さらに製造条件として熱間圧延のあと、更に必要に応じて、熱延板焼鈍を行ったあと、冷間圧延を行って製品板厚の冷延鋼帯を製造し、この冷延鋼帯を、従来のフェライト単相域温度での仕上焼鈍つまり鋼板または鋼帯成品に施す焼なまし処理ではなく、適正なフェライト+オーステナイト二相域への加熱とその後の急冷処理からなる特定条件下での連続仕上熱処理を施すならば、実質的に軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相が均一に混在した複相組織とすること

間圧延して熱延鋼帯を製造する工程、

中間焼鈍無しの一回冷延によって製品板厚にまで冷間圧延して冷延鋼帯を製造する冷間圧延工程、そして、

得られた冷延鋼帯を連続熱処理炉に通板して、 $A_{c1}$ 点以上1100℃以下のフェライト+オーステナイトの二相域温度に10分以内の保持のあと、最高加熱温度から100℃までを平均冷却速度1℃/sec以上500℃/sec以下で冷却する仕上熱処理を施す連続仕上熱処理工程、

からなる、HV 200以上の硬さを有し且つ延性に優れた高強度複相組織クロムステンレス鋼帯の製造法を提供するものである。

本発明法によれば前述の問題点の実質上すべてが解決されるのみならず、鋼組成または仕上熱処理時の加熱温度並びに冷却速度を制御することにより強度を自在に且つ簡単に調整できるという点でクロムステンレス鋼板または鋼帯素材の工業的製造にあたっての有利且つ新しい製造技術を提供するものであり、従来より市場に出荷されている

マルテンサイト系ステンレス鋼板または鋼帯やフェライト系ステンレス鋼板または鋼帯では有しない延性と強度の両特性を兼備し且つ延性と強度の面内異方性の少ない新規クロムステンレス鋼材料を市場に提供するものである。なお、本発明法によれば、最終の連続仕上熱処理工程を経た成品は鋼帯の形態で工業的に製造されるものであり、これが市場に出荷される場合には鋼帯のまま（コイル）か或いは鋼板に整形された状態となる。

従来より、例えばフェライト系ステンレス鋼の代表鋼種であるSUS430においても二相域温度に加熱すればオーステナイトが生成し、このオーステナイトは急冷によってマルテンサイトに変態してフェライト+マルテンサイトの二相組織になると自体は知られていた。しかしながら、高温でオーステナイトを生成するフェライト系ステンレス鋼帯の製造においては、冷延後の熱処理はあくまでもフェライト単相域温度での焼なまし処理であり、マルテンサイトを生成するような高温の熱処理は延性の低下などの材質上の劣下をもたらすも

とおりである。

CおよびNは、強力なオーステナイト生成元素であると共にマルテンサイト強化能の大きい元素であるから、連続仕上熱処理後の強度の制御並びに高強度化に有効な元素である。したがって、連続仕上熱処理工程後に10%以上のマルテンサイトを含む複相組織とし $H_v200$ 以上の十分な強度を得るには(C+N)量として少なくとも0.02%以上を必要とする。しかし、CとN量があまり高いと連続仕上熱処理工程後に生成するマルテンサイト量が多くなり、場合によっては100%マルテンサイトとなると共にマルテンサイト相そのものの硬さも非常に高くなるので高強度は得られるものの延性は低下する。したがって、(C+N)量として0.20%以下とし、 $0.02\% \leq C+N \leq 0.20\%$ の関係を満足させることが必要であり、またC量としては0.15%以下とする。

また、Nは溶解度の関係から多量に添加することは困難であると共に、多量の添加は表面欠陥の増加を招くため0.12%以下とする。

のとして回避することが常識であり、工業的な鋼帯の実際の製造面では全く顧みられなかった。

したがって、クロムステンレス鋼の冷延工程後に本発明のような連続熱処理を想定し且つフェライト+オーステナイト二相域に加熱する仕上熱処理を施した場合の加熱温度と強度および延性の関係や延性および強度の異方性などについて詳細に研究がなされた例もない。本発明は、高強度クロムステンレス鋼帯の工業的製造法として従来顧みられることのなかった全く新しい製造方法を提供するものであり、その結果として従来のクロムステンレス鋼板または鋼帯では有しなかった優れた特性をもつ新規なクロムステンレス鋼板材料を提供するものである。

#### (発明の詳細)

以下に、本発明で規制する鋼の化学成分値の範囲限定の理由並びに本発明法で採用する各製造工程の内容を具体的に詳述する。

まず、本発明法を適用するクロムステンレス鋼の成分の含有量範囲（重量%）の限定理由は次の

Siはフェライト生成元素であると共にフェライトおよびマルテンサイトの両相に対し強力な固溶強化能を有する。したがってマルテンサイト量の制御および強度レベルの制御に有効な元素である。しかしながら多量の添加は熱間加工性や冷間加工性の低下を招くために2.0%を上限とする。

MnとNiは、オーステナイト生成元素であり、連続仕上熱処理後のマルテンサイト量並びに強度の制御に有効な元素である。しかし多量に添加すると製品が高価となり、本発明鋼帯の特徴の一つである経済性に影響を与える。したがって、通常許容されている限度のMn:1.0%以下、Ni:0.6%をそれぞれ上限とする。

Sは、高すぎると耐食性や熱間加工性に悪影響をおよぼすので低いほうが好ましく、0.030%を上限とする。

Pは、固溶強化能の大きい元素であるが、多量の添加は靱性の低下を招く場合があるため、通常許容される程度の0.040%以下とする。

Crは、ステンレス鋼としての耐食性を維持す

るうえで少なくとも10.0%は必要最低量として含有させるべきであるが、あまりCr量が高いと、マルテンサイト相を生成させて高強度を得るに必要なオーステナイト生成元素の量が多くなると共に製品が高価となるので、20.0%を上限とする。

Oは、酸化物系の非金属介在物を形成し、鋼の清浄度を低下させるので低い方が望ましく、0.02%以下とする。

Alは、脱酸に有効な元素であると共にプレス加工性に悪影響を及ぼすAl<sub>2</sub>系介在物を著減せしめる効果がある。しかし、0.20%を超えて含有させてもその効果が飽和するばかりでなく表面欠陥の増加を招くなどの悪影響をもたらすのでその上限を0.20%とする。

Bは、靱性改善に有効な成分であるが、極く微量でその効果はもたらされ、0.0050%を超えるとその効果が飽和するのでその上限を0.0050%とする。

Moは、耐食性の向上に有効な元素であるが、多量に添加すると製品が高価となるために1.0%

オーステナイト相であった部分)をフェライト+炭化物に変態・分解させることができるので、冷間圧延・連続仕上熱処理後に均一な複相組織をもつ鋼帯とするうえで望ましい。この熱延板焼鈍は連続焼鈍または箱焼鈍のいずれでもよい。またデスケール工程は通常の酸洗を行なえばよい。ここまでのスラブ製造工程、熱間圧延工程、熱延板焼鈍工程および脱スケール工程は従来のクロムステンレス鋼帯の製造技術をそのまま本発明法に適用することができる。

次いで冷間圧延工程と連続仕上熱処理工程を経て複相組織鋼帯を製造するのであるが、これらの工程は本発明法において特徴的な工程であるので詳しく説明する。

#### 「冷間圧延工程」

冷間圧延工程では、熱延鋼帯(熱延板焼鈍後の熱延鋼帯)を中間焼鈍無しの一冷延によって製品板厚まで冷間圧延して冷延鋼帯を製造する。ここで、「中間焼鈍無しの一冷延」とは、中間焼鈍を挟んだ二回以上の冷延ではないという意味で

を上限とする。

REMおよびYは、熱間加工性の向上に有効な元素である。また、耐酸化性の向上にも有効な元素である。高温での連続仕上熱処理を施す本発明法においては酸化スケールの発生を抑制してデスケール後に良好な表面肌を得るのに有効に作用する。しかし、これらの効果は、REMでは0.10%を超えると、またYでは0.20%を超えると飽和するので、上限をREMは0.10%、Yは0.20%とする。

次に、本発明による複相組織鋼帯の各製造工程の内容について説明する。

本発明法においては、以上の鋼成分範囲に調整したクロムステンレス鋼のスラブを通常の製鋼製造技術によって製造し、このスラブを通常の熱間圧延によって熱延鋼帯を製造する。熱間圧延後は熱延板焼鈍とデスケールを行なうのがよい。熱延板焼鈍は必ずしも実施する必要はないが、この焼鈍によって熱延鋼帯を軟質化させて冷延性の向上を図ったり、熱延鋼帯に残存する変態相(高温で

あり、より具体的には、冷間圧延を1パス冷延または中間焼鈍無しの多パス冷延によって実施することにより製品板厚にまで冷間圧延して冷延鋼帯を製造することを意味し、したがって、熱延鋼帯の板厚から冷延鋼帯の製品板厚にまで圧延ロールへの通板回数は問わず中間焼鈍無しに板厚減少を行なうことである。

本発明法の場合には、冷間圧延工程のあとに後述の連続仕上熱処理工程を有するので、冷延鋼帯に生じている方向性をもった圧延組織に由来する強度や伸びに関する面内異方性の履歴が後続の連続仕上熱処理によって得られた複相組織鋼帯では実質上消去されることがわかった。したがって、本発明による冷延鋼帯の製造は中間焼鈍を行なうことなく製品板厚まで板厚減少を行っても、最終的な複相組織では強度および伸びの面内異方性が小さい鋼帯とすることができる。もっとも、中間焼鈍を行って複数回冷延を行なった場合には複相組織鋼帯の特に伸びの面内異方性が一層小さくなることが判明したが、この場合には中間焼鈍を実

施することによる工数の増加と熱エネルギー消費による製造コスト増は避けられない。したがって中間焼鈍を行わない本発明法によると経済的に複相組織鋼帯を製造することができる。このような理由から、本発明では熱延鋼帯を1パスで製品板厚まで圧下するか、中間焼鈍を行わないで多パスで製品板厚まで圧下する一回冷延を採用して冷延鋼帯を製造する。そのさいの圧下率は30%以上95%以下であるのが好ましい。

以下に、この中間焼鈍なしの冷間圧延によって面内異方性の小さい複相組織鋼帯が得られることを代表的な試験結果に基づいて説明する。

第1表に示す化学成分を有する鋼A、BおよびCの鋼を溶製し、通常の条件の熱間圧延にて板厚3.6mmの熱延板とし、780℃×6時間加熱、炉冷の焼鈍を施したあと酸洗を行なった。この熱延板を中間焼鈍を行なうことなく冷間圧延し、ついで仕上熱処理条件を変えて試験を行った(第1図および第2図のデータもこの試験結果を示したものであるが、その内容については後述する)。

第1表

鋼	C	Si	Mn	P	S
A	0.040	0.18	0.20	0.021	0.010
B	0.102	0.45	0.76	0.020	0.009
C	0.068	0.46	0.40	0.018	0.008

	Ni	Cr	N	Al	O
A	0.10	11.94	0.035	0.018	0.008
B	0.10	17.25	0.026	<0.005	0.012
C	0.09	16.44	0.022	<0.005	0.018

第2表

製造法	硬さ (HV)	引張強さ(kgf/mm <sup>2</sup> )			伸び(%)		
		L	D	T	L	D	T
(a)	288	94.7	90.0	95.8	10.2	12.8	8.4
(b)	280	91.1	97.2	108.5	2.7	1.8	0.9

(a)、複相組織材(970℃仕上熱処理)  
(b)、調質圧延材・圧延率80.6%

下記の第2表は、第1表の鋼Bの熱延板(熱延焼鈍および酸洗後の熱延板)を用いて、

(a)、0.7mm厚まで中間焼鈍を行なうことなく冷間圧延し(冷間圧延率80.6%)、この冷間圧延板を970℃に1分間均熱したあと、この温度から100℃までを平均冷却速度20℃/secで仕上熱処理した複相組織材、

(b)、前記の(a)の複相組織材と同等の強度を冷間圧延によって板厚0.7mmの状態が付与した調質圧延材、

の各板の引張強さ(kgf/mm<sup>2</sup>)および伸び(%)を圧延方向の値(L)、圧延方向に対して45°方向の値(D)および圧延方向に対し90°方向の値(T)を示したものである。

第2表から明らかなように、複相組織材の伸びは、同等の硬さおよび強度レベルの調質圧延材に比べて著しく優れており、強度-伸びバランスに優れていることがわかる。また、面内異方性について見ると、引張強さでは複相組織材は方向による引張強さの差、つまり面内異方性が小さいのに対し、調質圧延材は引張強さの最も低いL方向と最も高いT方向の引張強さの差は17kgf/mm<sup>2</sup>以上もあり面内異方性が大きい。また、伸びについては、伸びが高い複相組織材は伸びが低い調質圧延材よりも面内異方性も比較的小さいことがわかる。すなわち、冷間圧延を中間焼鈍なしで行っても複相組織化することで延性に優れ強度および延性の面内異方性の小さい高強度クロムステンレス鋼板が得られることが明らかである。

「連続仕上熱処理工程」

冷間圧延工程で得られた製品板厚の冷延鋼帯を次に連続熱処理炉に通板して、Ac<sub>1</sub>点以上で1100℃以下のフェライト+オーステナイトの二相域温度に10分以内の保持のあと、最高加熱温度から100



てまでを平均冷却速度  $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  以上、 $500^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  以下で冷却する連続仕上熱処理を施すのであるが、この連続仕上熱処理工程は本発明法の最も特徴とする工程であり、この連続仕上熱処理条件は後記の実施例でも示すとおり本発明において重要な意義を有している。この連続仕上熱処理工程での加熱条件と冷却条件を規制した理由の概要を説明すると次のとおりである。

連続仕上熱処理時の加熱温度はフェライト+オーステナイト二相域温度であることが絶対条件である。本発明法の実施において、連続熱処理炉で鋼帯を低温から加熱した場合にオーステナイトが生成し始める温度（つまり  $A_{c1}$  点の温度）の近傍では温度変化に対するオーステナイト量の変動が大きく、急冷後に安定した硬さが得られない場合がある。しかし、本発明が対象とする鋼成分範囲においては、 $A_{c1}$  点より  $100^{\circ}\text{C}$  以上の高温域に加熱した場合にはこのような硬さの変動が実質上生じないことがわかった。したがって、連続仕上熱処理時の加熱温度は  $A_{c1}$  点  $+100^{\circ}\text{C}$  以上とするの

量%以上となるに必要なオーステナイトを生成させることができる。

仕上熱処理時の冷却速度についてはマルテンサイト相と軟質なフェライト相との複相組織を得るうえから  $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  以上の冷却速度とする必要があるが、 $500^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  を超える冷却速度を得るのは実質上困難である。したがって、本発明において二相温度域加熱からの冷却は  $1\sim 500^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  の範囲の冷却速度で実施する。この冷却速度は最高加熱温度から  $100^{\circ}\text{C}$  までの平均冷却速度とするが、オーステナイトがマルテンサイトに変態してしまった後の冷却過程では必ずしもこの冷却速度を採用する必要はない。この冷却速度と冷却終点温度は前述の加熱条件によって高温で生成したオーステナイトがマルテンサイトに変態するのに十分なものである。冷却の方法としては気体および/または液体の冷却媒体を鋼帯に吹き付ける強制冷却方式または水冷ロールによるロール冷却方式などを用いることができる。このような条件での連続加熱と冷却はコイル巻戻し機から巻取り機に至る間に加熱均熱

がよい。より具体的には  $900^{\circ}\text{C}$  以上、さらに好ましくは  $950^{\circ}\text{C}$  以上とするのがよい。一方、加熱温度の上限については、あまり高温では強度上昇が飽和するのみならず、場合によっては低下することもあり、また製造コストの面でも不利となるので  $1100^{\circ}\text{C}$  を上限とするのがよい。

本発明法における連続仕上熱処理時のフェライト+オーステナイト二相域加熱の冶金的意義として、① Cr炭化物、窒化物の固溶、② オーステナイト相の生成、③ 生成したオーステナイト中への C および N の濃縮の3点を挙げることができる。本発明法で対象とするクロムステンレス鋼帯の場合には、これらの現象はいずれも短時間のうちにほぼ平衡状態に達するので、本発明における連続仕上熱処理時の上記二相温度域での加熱時間は短時間、おおむね10分間以内の加熱でよい。この短時間加熱でよいことは本発明法の実際操業の点でも生産効率、製造コストの面から非常に有利である。以上の加熱条件および保持時間によって以後の冷却によって生成するマルテンサイト量が10容

帯域と急冷帯域を有する連続熱処理炉を用いて実施することができる。

第1図は、前記第1表の各鋼について、既に説明した方法で製造した熱延板（熱延板焼鈍および酸洗後の熱延板）を、中間焼鈍なしの冷間圧延により板厚  $0.7\text{mm}$  の冷間圧延板とし（冷間圧延率：80.6%）、そして、この冷間圧延板を  $800\sim 1100^{\circ}\text{C}$  の間の各温度で1分間均熱したあと、その温度から  $100^{\circ}\text{C}$  までを平均冷却速度  $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  で冷却する仕上熱処理を施した場合に得られた仕上熱処理材のマルテンサイト量（容量%）と硬さ（HV）を、仕上熱処理時の加熱温度の関係で示したものである（図中の A、B、C は第1表の各鋼を表す）。

第1図から明らかなように、加熱温度がフェライト+オーステナイト二相域になると、仕上熱処理後にマルテンサイトが出現し、加熱温度の上昇とともにマルテンサイト量は増加するが  $900\sim 950^{\circ}\text{C}$  を超えるとその増加の程度は小さくなって次第に飽和する傾向を示す。硬さの挙動もマルテンサイト量の変化に対応して同様の傾向を示し、また

マルテンサイト量が多いほど硬さは高い。この第1図の結果は仕上熱処理を連続熱処理ラインで行なう上での重要な意義を有している。すなわち、連続熱処理ラインでは或る程度の温度変動はやむを得ず、特に鋼帯の長さ方向での変動、および目標温度は同じであっても通板チャンスの違いによる熱処理温度の違いは、実ラインでの操業では目標温度に対して $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 程度の変動を見込む必要がある。第1図は、冷却速度をほぼ一定にし且つ硬さ変動の小さい熱処理温度域を採用するならば、連続熱処理ラインにおいて多少の温度変動があったとしても、硬さすなわち強度の変動の小さい鋼帯が製造できることを示している。そして、強度レベルの制御は前記のような成分制御によって行えば目標とする強度は安定して得ることができ、鋼帯の全長にわたって強度変動の小さい、また鋼帯間での強度差の小さい高強度素材が既存の連続熱処理ラインを用いて容易且つ安価に製造できる。

第2図は、本発明で規制する範囲の鋼成分と製造条件内でマルテンサイト量の異なる複相組織材

を幾つか作りその硬さと伸び(3方向の重みつき平均値)の相関を調べ、これを調質圧延材の相関と比較して示したものである。なお、複相組織材の製造は第1図で説明したのと同じであり、仕上熱処理の加熱温度は $900^{\circ}\text{C}$ 以上である。また調質圧延材は焼鈍を行ったあと図中の添字で示す調質圧延率を変えることによって硬さを変えたものである。

第2図から明らかなように、調質圧延材は調質圧延率の上昇に伴う硬さの上昇につれて伸びは急激に低下する。これに対して複相組織材は硬さが上昇しても伸びの低下は緩やかである。特に、複相組織材の伸びが調質圧延材に比べて優るのは硬さの高い領域、具体的にはHv 200以上の領域において顕著となる。すなわち複相組織材とすることによる高延性化はHv 200以上の領域で一段と顕著に発揮されるのであり、そのためには前述の第1図からもわかるように、約10容量%以上のマルテンサイト量のところである。このように硬さがHv 200以上での高延性が図れる点に調質圧延材では

達成できない本発明法による複相組織材の特徴があり、この強度-伸びバランスが良好なことから本発明法によって得られた複相組織鋼帯はプレス成形性などの加工性についても調質圧延では得られない特質をもつことになる。

第3図は、第1表の鋼Bを第2表の(a)の方法で製造した場合の金属組織写真である。写真中の白く見える領域がフェライト、黒もしくは灰色に見える領域がマルテンサイトである。この写真からわかるように、この材料は微細なフェライトおよびマルテンサイトが均一に混在した複相組織を有している。

以上に説明したように、強度並びに延性の異方性の小さい高延性高強度の鋼帯材料が得られたのは、熱間圧延、熱延板焼鈍、冷間圧延のあとにフェライト+オーステナイトの二相域に加熱し急冷する仕上熱処理によって、微細なフェライトと急冷によってオーステナイトから変態して生成したマルテンサイトとが均一に混在した複相組織としたことで達成し得たものである。すなわち、硬質

なマルテンサイトによる強度(硬さ)を得、軟質なフェライトにより延性を得たものであり、両相を微細且つ均一に混在させたことにより強度と延性の面内異方性を小さくし得たものである。なお仕上熱処理後の組織はX線的な調査では微量の残留オーステナイトが検出される場合がある。

以下に、本発明法を実施した実施例を挙げて、本発明法で得られた複相組織鋼帯の特性を比較例と対比しながら具体的に示す。

#### 実施例

第3表に示す化学成分を有する鋼を溶製してスラブを製造した。そしていずれも板厚 $3.6\text{mm}$ に熱間圧延後、 $780^{\circ}\text{C} \times 6$ 時間加熱・炉冷の熱延板焼鈍を行い、酸洗のあと、中間焼鈍を施すことなく冷間圧延して板厚 $0.7\text{mm}$ の冷延鋼帯とし(冷間圧延率80.6%)、第4表に示した仕上熱処理条件のもとで連続熱処理炉にて連続仕上熱処理(ただし比較例№4は箱型炉によるバッチ焼鈍処理)を施した。得られた鋼帯材料の特性を第4表に併記した。

第 3 表 (鋼の化学成分値 重量%)

鋼No	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Al	O	その他	区 分
1	0.021	0.58	0.53	0.027	0.004	0.08	13.29	0.062	0.013	0.008		本発明の対象鋼
2	0.083	0.54	0.45	0.018	0.006	0.16	12.08	0.009	0.150	0.007		"
3	0.116	0.41	0.60	0.022	0.006	0.12	18.21	0.013	0.018	0.008		"
4	0.086	1.51	0.31	0.018	0.006	0.17	16.55	0.032	0.005	0.015		"
5	0.043	0.52	0.39	0.018	0.005	0.21	13.51	0.009	0.009	0.007	B 0.0023	"
6	0.035	0.46	0.53	0.021	0.005	0.12	16.38	0.104	0.130	0.006	Mo 0.55	"
7	0.075	0.45	0.51	0.018	0.001	0.12	16.48	0.028	0.018	0.010	REM 0.025, Y 0.031	"
8	0.006	0.47	0.29	0.020	0.006	0.11	16.21	0.006	0.010	0.009		本発明の対象外鋼
9	0.155	0.63	0.45	0.021	0.005	0.10	14.31	0.065	0.027	0.015		"

第 4 表

区 分	例 No	鋼 No	連続炉上熱処理 =1)		材 料 特 性 =2)											備 考	
			加熱温度 ℃	冷却速度 ℃/sec	マルテン サイト量 (%)	0.2 %耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )			引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )			伸び (%)			硬さ Hv		リジ ンク特性 =3)
						L	D	T	L	D	T	L	D	T			
本 発 明 例	1	1	1000	250	78.5	69.4	69.1	70.6	97.8	95.1	106.5	9.5	10.1	8.5	313	無	
	2	2	980	35	67.5	57.2	54.3	59.1	83.1	81.8	88.4	11.2	13.8	8.7	265	無	
	3	3	940	15	39.6	48.8	47.0	52.5	85.8	82.7	90.5	12.3	16.8	11.1	252	無	
	4	4	1050	175	31.5	44.5	42.9	45.1	90.6	87.3	89.5	12.1	15.7	11.6	247	無	
	5	5	1000	20	59.3	52.7	50.1	53.6	82.4	80.9	89.2	13.4	15.2	9.7	237	無	
	6	6	1050	35	43.0	49.7	47.5	51.8	86.4	83.1	88.2	13.1	15.0	9.9	247	無	
	7	7	980	50	45.0	50.1	47.8	50.6	86.1	82.9	88.1	12.7	16.5	10.3	248	無	
比 較 例	1	8	1050	10	0	31.5	30.9	32.9	55.2	52.9	59.5	28.9	29.1	26.9	151	有	715H組織材
	2	9	900	100	100	113.2	110.9	117.8	144.2	141.8	149.6	2.3	3.1	0.9	475	無	787N組織材
	3	1	750	5	0	30.6	30.2	31.8	47.2	45.7	46.3	27.5	31.8	25.7	150	有	715H組織材
	4	1	1000	0.03	0	31.5	30.8	31.5	47.6	46.8	47.1	28.2	31.2	30.0	145	有	徐冷却材
	5	1	—	—	0	85.2	90.8	100.4	88.7	95.2	103.2	2.5	1.1	0.6	270	有	調整圧延材

- 注: \*1) 均熱時間はいずれも1分。但し、比較例4は箱型炉によるバッチ焼鈍であり、その均熱時間は6時間である。  
 \*2) L、D、Tは引張方向を示し、L:圧延方向、D:圧延方向に対し45°の方向、T:圧延方向に対し90°の方向である。  
 \*3) 破断後の引張試験片でのリジック発生の有無。

第4表から明らかなように、本発明法によればいずれも高い引張強さと硬さおよび良好な伸びを有した複相組織鋼帯が得られたことがわかる。また、本発明法による鋼帯は、0.2%耐力、引張強さおよび伸びの異方性が小さいことが明らかであり、また破断後の引張試験片にもリジングの発生が見られない。

これに対し比較例№1では製造条件は本発明で規定する範囲であるが、鋼のC、N量が本発明の条件である $(C+N) \geq 0.02\%$ より低い、 $(C+N) = 0.012\%$ の鋼（第3表の№8の鋼）の鋼であるため、連続仕上熱処理後にマルテンサイトが生成しておらず、硬さが低い。

比較例№2では、やはり製造条件は本発明の範囲内にあるが、鋼のC量が本発明で規定するC量 $(C \leq 0.15\%)$ よりも高い $C = 0.155\%$ の鋼（第3表の№9の鋼）であり、また $(C+N)$ 量も本発明で規定する0.20%を超えているので、連続仕上熱処理後のマルテンサイト量が100%となり、強度は高いものの、伸びが非常に低い。

の発生が見られたのに対し、本発明例の複相組織鋼帯はリジングの発生が見られず、プレス成形などの加工が良好に行えることがわかる。

以上のように、本発明法によれば、高延性と高強度を兼備し、強度と延性の面内異方性が小さく且つ低耐力、低降伏比の複相組織鋼帯が提供される。クロムステンレス鋼板の分野において、従来かような良好な加工性を兼備したHv 200以上の高強度素材が鋼板または鋼帯の形で市場に出荷された例は見ない。したがって、本発明は従来のクロムステンレス鋼板分野に新規素材鋼板または鋼帯を提供するものである。本発明に従う材料は電子部品、精密機械部品などへの加工性が要求される高強度材として特に有用であり、この分野において多大の成果が発揮され得る。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は、本発明に従う仕上熱処理の加熱温度とマルテンサイト量および硬さとの関係を示した図。

第2図は本発明に従う仕上熱処理材と調質圧延

比較例№3では連続仕上熱処理での加熱温度が750℃と低く、この加熱温度では鋼№1の鋼はフェライト+オーステナイト二相域にならず、したがって仕上熱処理後の金属組織はマルテンサイトの存在しないフェライト単相組織であり、伸びは高いものの強度および硬さが低い。

比較例№4は、仕上熱処理を箱型炉で行ない、その冷却も炉冷によるため冷却速度が0.03℃/secと非常に低いので熱処理後にマルテンサイトが生成しておらず、比較例№3と同様に伸びは高いものの、強度および硬さが低い。

比較例№5は、調質圧延材であり、本発明のものに比較して伸びが著しく低い。また引張強さに対する0.2%耐力の比、すなわち降伏比が高いと共に、0.2%耐力、引張強さ、伸びの異方性が大きい。したがって本発明法によって得られた鋼帯に比べて加工性並びに加工後の形状性に劣ることが明らかである。

なお、比較例№1、3、4および5の鋼帯については、破断後の引張試験片でいずれもリジング

材について硬さ-伸びの相関関係を示した図。

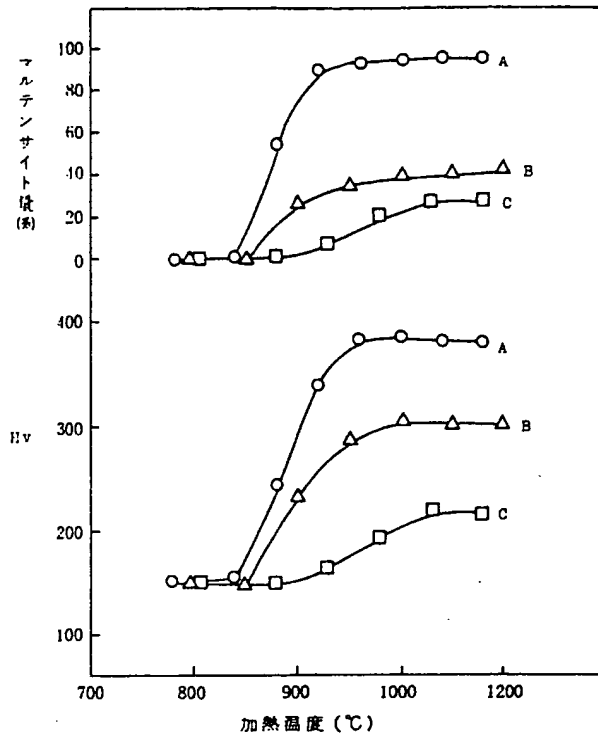
第3図は本発明に従う連続仕上熱処理を施したクロムステンレス鋼帯の金属組織を示した顕微鏡写真である。

出願人 日新製鋼株式会社

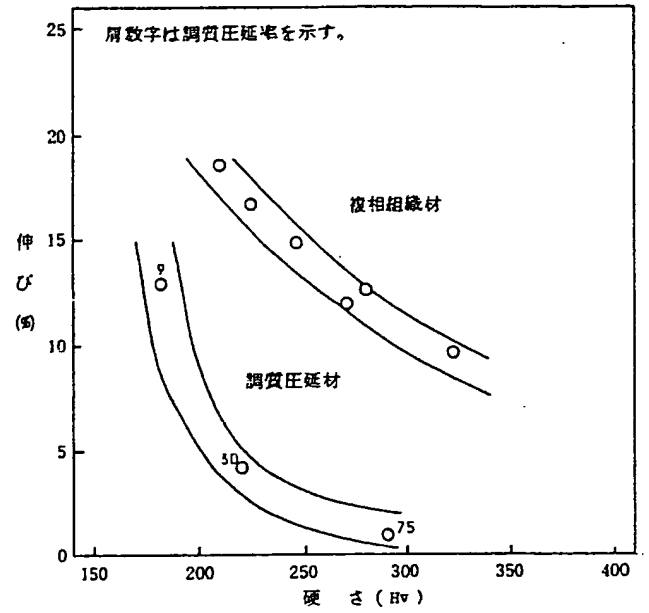
代理人 和田 憲 治



第 1 図



第 2 図



第 3 図

